

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-020847

(43)Date of publication of application : 23.01.1996

---

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

B22D 7/00

C22C 38/18

C22C 38/28

---

(21)Application number : 06-177669

(71)Applicant : NISSHIN STEEL CO LTD

(22)Date of filing : 06.07.1994

(72)Inventor : UEMATSU YOSHIHIRO  
HIRAMATSU NAOTO

---

### (54) PRODUCTION OF HIGH ALUMINUM-CONTAINING FERRITIC STAINLESS STEEL

#### (57)Abstract:

**PURPOSE:** To prevent cracks and surface roughness at the time of casting and blooming rolling by subjecting stainless steel contg. specified amounts of C, Si, Mn, P, S, Cr, Al, rare earth metals, alkaline earth metals and Y to casting and soaking treatment at specified temps.

**CONSTITUTION:** The high Al-contg. ferritic stainless steel is the one having a compsn. contg., by weight,  $\leq 0.03\%$  C,  $\leq 0.5\%$  Si,  $\leq 0.5\%$  Mn,  $\leq 0.04\%$  P,  $\leq 0.005\%$  S, 15 to 26% Cr, 4 to 7% Al and  $\leq 0.03\%$  N and furthermore contg. total 0.01 to 0.2% of one or more kinds among rare earth metals, alkaline earth metals and Y. This steel is cast into an ingot in such a manner that the molten steel temp. at the start of the casting is held to 1565 to 1585° C. Before the surface temp. of the ingot pulled out from a mold reaches  $\leq 550^{\circ}$  C, it is charged to a soaking furnace and is subjected to blooming rolling. Its yield in the production can be improved.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-20847

(43) 公開日 平成8年(1996)1月23日

(51) Int. Cl. <sup>1</sup>	識別記号	片内整理番号	P I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 2	Z		
B 2 2 D 7/00		H		
C 2 2 C 38/18				
38/28				

審査請求 未請求 請求項の数 4 F D (全 8 頁)

(21) 出願番号	特願平6-177669	(71) 出願人	000004581 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号
(22) 出願日	平成6年(1994)7月6日	(72) 発明者	植松 英博 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製 鋼株式会社鉄鋼研究所内
		(72) 発明者	平松 直人 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製 鋼株式会社鉄鋼研究所内
		(74) 代理人	弁理士 小倉 亘

(54) 【発明の名称】 高A1含有フェライト系ステンレス鋼の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 歩留まり低下をもたらす割れの発生を抑え、高A1含有フェライト系ステンレス鋼を分塊圧延する。

【構成】 Cr: 15~26%, A1: 4~7%を含む高A1含有フェライト系ステンレス鋼を、铸造開始時の溶鋼温度を1565~1585℃の範囲に維持してインゴットに铸造し、铸造後に铸型から抜き出したインゴットの表面温度が550℃以下の温度になる前に均熱炉に装入し、次いで分塊圧延する。

【効果】 铸造時の割れや肌荒れ、分塊圧延時の割れ等の欠陥発生を防止し、健全な表面をもつ熱延用鋼片が高い歩留まりで得られる。

(2)

特開平8-20847

1

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 C:0.03重量%以下、Si:0.5重量%以下、Mn:0.5重量%以下、P:0.04重量%以下、S:0.005重量%以下、Cr:15~26重量%、Al:4~7重量%及びN:0.03重量%以下を含み、更に希土類金属、アルカリ土類金属及びYの1種又は2種以上を合計で0.01~0.2重量%含む高Al含有フェライト系ステンレス鋼を、铸造開始時の溶鋼温度を1565~1585℃の範囲に維持してインゴットに铸造し、铸造後に铸型から抜き出したインゴットの表面温度が550℃以下の温度になる前に均熱炉に投入し、次いで分塊圧延することを特徴とする高Al含有フェライト系ステンレス鋼の製造方法。

【請求項2】 請求項1記載の高Al含有フェライト系ステンレス鋼として更にTi、Nb及びVの1種又は2種以上を合計で0.03~1重量%含む鋼材を使用する高Al含有フェライト系ステンレス鋼の製造方法。

【請求項3】 請求項1記載の高Al含有フェライト系ステンレス鋼として更にMo:0.1~4重量%含む鋼材を使用する高Al含有フェライト系ステンレス鋼の製造方法。

【請求項4】 請求項1記載の高Al含有フェライト系ステンレス鋼として更にTi、Nb及びVの1種又は2種以上を合計で0.03~1重量%とMo:0.1~4重量%とを含む鋼材を使用する高Al含有フェライト系ステンレス鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、ストーブのチムニー、自動車の排ガス浄化装置、電熱線等の耐熱用途に供される高Al含有フェライト系ステンレス鋼を製造する方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 高Al含有フェライト系ステンレス鋼は、優れた耐高温酸化特性を活かして、ストーブのチムニーを始めとする各種耐熱用途に使用されている。また、電気抵抗値が高いことを利用し、各種ヒータの電熱線としても使用されている。最近では、自動車排ガス浄化装置の触媒担持体用材料として、高Al含有フェライト系ステンレス鋼が使用されるようになってきている。従来の触媒コンバータ用基材としてのセラミックスは、熱衝撃に弱く、また熱容量が大きいと触媒反応温度まで昇温するのに時間がかかる等の欠陥がある。これに対し、高Al含有フェライト系ステンレス鋼等の金属を基材とするメタリックコンバータでは、これらセラミックスに起因する欠陥を改善することができる。

【0003】 メタリックコンバータ用基材には、板厚50μm程度の箔材料が使用される。この箔材料は、過酷な酸化雰囲気中に晒されるため、非常に優れた耐高温酸化特性が要求される。この点で、高Al含有フェライト系

2

ステンレス鋼は、メタリックコンバータ用基材に適した材料である。高Al含有フェライト系ステンレス鋼の優れた耐高温酸化特性は、表層に形成されるAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>層により確保される。しかし、薄肉の箔材料になるほど、単位面積当りに供給されるAlの量が少なくなり、不完全なAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>層が形成され、異常酸化が発生し易くなる。異常酸化を抑制するためには、従来よりも更に多量のAlを含有するフェライト系ステンレス鋼を使用することが必要になる。従来は、3重量%程度のAlを含有するフェライト系ステンレス鋼がメタリックコンバータ用基材として使用されていた。しかし、排ガス規制の強化、エンジンの高出力化等から、Al含有量が3重量%程度のフェライト系ステンレス鋼では使用環境に耐えられないものになってきている。そのため、Al含有量をたとえば5重量%程度に増量することにより、耐高温酸化特性を改善する試みが行われている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 この種のフェライト系ステンレス鋼は、Al含有量が多くなるに従って鋼片或いは熱延鋼帯の靱性が低下する。この靱性の低下は、Al含有量を5重量%程度まで増量すると顕著に現れ、所定形状の箔材料を製造することが困難となり、歩留りも低下する。また、熱延コイルの巻換え作業の際に割れ等のトラブルが発生し易い。高Al含有フェライト系ステンレス鋼の製造上の問題を掲げると、次のようなものがある。

① 鋼塊を室温まで冷却する段階で、鋼塊に割れが発生し易く、また475℃脆化が生じる。

② 分塊圧延後又は連続焼造後の鋼片の割れ感受性が高く、また疵取り又は熱間圧延工程まで鋼片を室温に保持しておくときにも割れが発生し易い。

③ 熱延鋼帯の靱性が低いと、巻換え或いは連続焼純ラインへの通板等の際に割れが発生し易い。

【0005】 耐高温酸化性を改善するためにYや希土類金属を添加することがあるが、このような高Al含有鋼になると割れ感受性が著しく高くなる。特に铸造の際にインゴット表面に割れが発生しやすく、分塊圧延の際にも鋼片表面に深い割れが多発する。箔片の疵取りによって割れを除去できるが、研削量が多くなることから歩留まり低下の原因となる。非常に深い割れは、研削によって除去できず、製造工程を中止せざるをえない事態も生じる。そこで、本出願人は、Al含有量及びTi含有量との関係で熱間仕上げ温度を特定することにより、割れ発生のない熱延方法を開発し、その一部を特開昭62-211471号(特開昭64-56822号)として出願した。この方法によると、熱延時の加工硬化及び475℃脆化が防止される。その結果、後続工程における曲げ加工時に発生する表面応力が低下することにより、割れ等の発生が抑制されるものと推察される。

【0006】 また、特開平3-53025号公報では、

(3)

特開平8-20847

3

熱間圧延温度域でフェライト単相となるように成分調整されたステンレス鋼を、希土類元素含有量との関係で特定される圧下率で熱延すると共に、熱延後の鋼帯を急冷することが提案されている。この方法においては、大圧下率の熱延で高密度に集積された転位が熱延終了時まで再配列し、微細なサブグレインが形成され、その後の急冷によって室温まで維持され微細組織となることにより、靱性の改善が行われるとされている。

【0007】これらの方法によるも、依然として割れ等の欠陥が発生し易く、生産ラインで高A1含有フェライト系ステンレス鋼を歩留り良く製造することは困難であった。熱延段階の割れは、分塊圧延から熱延工程に至る鋼材の温度条件をコントロールすることにより抑制できる。この点、本発明者等は、各段階における鋼材の温度条件を規定して熱延コイルを製造する方法を特開平3-165018号で提案した。しかし、インゴット製造及び分塊圧延工程で発生する割れに対しては、依然として効果的な対策が提案されていない。本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、インゴット製造及び分塊圧延工程における鋼材の温度条件をコントロールすることにより、割れ発生や道板不可能等の状態を招くことなく高い歩留りで耐高温特性に優れた高A1含有フェライト系ステンレス鋼の熱延用鋼片を得ることを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明の製造方法は、その目的を達成するため、C:0.03重量%以下、Si:0.5重量%以下、Mn:0.5重量%以下、P:0.04重量%以下、S:0.005重量%以下、Cr:15~26重量%、Al:4~7重量%及びN:0.03重量%以下を含み、更に希土類金属、アルカリ土類金属及びYの1種又は2種以上を合計で0.01~0.2重量%含む高A1含有フェライト系ステンレス鋼を、铸造開始時の溶鋼温度を1565~1585℃の範囲に維持してインゴットに铸造し、铸造後に铸型から抜き出したインゴットの表面温度が550℃以下の温度になる前に均熱炉に装入し、次いで分塊圧延することを特徴とする。高A1含有フェライト系ステンレス鋼としては、更にTi、Nb及びVの1種又は2種以上を合計で0.03~1重量%及び/又はMo:0.1~4重量%含む鋼材を使用してもよい。

【0009】

【作用】本発明者等は、高A1含有フェライト系ステンレス鋼の鋼片及び熱延鋼帯の靱性について、铸造及び分塊圧延が及ぼす影響を調査した。その結果、次の知見を得た。

・インゴットの性状は、铸造開始時の溶鋼温度に大きく影響され、低過ぎる温度では肌荒れが生じ、高過ぎる温度では湯差しに起因した向条割れが発生する。この点、铸造開始時の温度を1565~1585℃の範囲に

4

維持してインゴット铸造すると、型抜き時に顕著な割れの発生していないインゴットが得られる。

・型抜き後の冷却過程で生じるインゴットの割れは、インゴット表面が550℃以下にならないように温度管理することにより防止できる。表面温度が550℃以上に保たれたインゴットは、脆化することなく、道板中、更には熱延中の割れが防止される。

【0010】本発明は、このような知見をベースにして成分・組成が特定された高A1含有フェライト系ステンレス鋼の製造プロセスを確立したものである。以下、本発明に従ったステンレス鋼に含まれる合金元素及びその含有量等について説明する。

C:0.03重量%以下

耐酸化性に与える影響として、C含有量の増量によって異常酸化が発生し易くなることが掲げられる。また、高A1含有フェライト系ステンレス鋼では、C含有量が高くなるに従って鋼片又は熱延鋼帯の靱性が劣化する。この点で、C含有量の上限を0.03重量%に設定した。

Si:0.5重量%以下

Siは、フェライトマトリックスを著しく硬質にする元素であり、靱性を劣化させる。そこで、Si含有量は、0.5重量%以下とした。

【0011】Mn:0.5重量%以下

Mnは、熱間加工性を改善する作用を呈するが、多量のMnを含有すると耐高温酸化特性に悪影響が現れる。したがって、Mn含有量は少ない方が良く、その上限を0.5重量%に設定した。

P:0.04重量%以下

耐高温酸化特性に悪影響を及ぼすため、P含有量は低いほうが好ましい。また、Pは熱延板の靱性を低下させる原因ともなるので、P含有量を0.04重量%以下とした。

【0012】S:0.005重量%以下

鋼中に残留するSは、希土類元素、Y、Ca等と結合して非金属介在物となり、鋼の表面性状を悪くする。また、耐高温酸化特性に有効な希土類元素、Y、Ca等の有効量を低減させる。この弊害は、S含有量が0.005重量%を超えると、顕著に現れる。そのため、本発明においては、S含有量の上限を0.005重量%、より好ましくは0.002重量%とした。

Cr:15~26重量%

耐高温酸化特性を改善するために必要な基本元素である。Cr添加による耐高温酸化特性向上の効果を得るためには、15重量%以上のCrを含有させることが必要である。しかし、26重量%を超えるCrを含有させると、鋼片及び熱延鋼帯の靱性が劣化し、製造性が悪くなる。

【0013】Al:4~7重量%

Crと同様に本発明が対象とするフェライト系ステンレス鋼の耐高温酸化特性を維持する上で、重要な元素であ

50

(4)

特開平8-20847

5

る。所定量のAlを含有することにより、ステンレス鋼の表面にAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>層が形成され、優れた耐高温酸化特性が付与される。触媒担持体材料として使用される箔材料等では異常酸化が発生し易いため、十分なAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>層を形成させる必要がある。この点で、4重量%以上のAl含有量を必要とする。他方、Al含有量が7重量%を超えると、鋼片及び熱延鋼帯の韌性が劣化する。

N:0.03重量%以下

Nは、本発明で対象とする高Al含有フェライト系ステンレス鋼の韌性を低下させ、また鋼中のAlと結合してAlNを形成する。AlN化合物は、異常酸化の起点となり、耐高温酸化特性を劣化させる。この点で、N含有量を0.03重量%以下にすることが必要である。

【0014】REM、アルカリ土類金属及びY:合計で0.01~0.2重量%

鋼表面に形成されるAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>層の保護性及び密着性を著しく改善し、箔材料に発生し易い異常酸化を抑制する。その結果、高Al含有フェライト系ステンレス鋼の耐高温酸化特性が向上する。このような効果は、希土類元素、Y、アルカリ土類元素等の添加量が0.01重量%未満では得られない。逆に、希土類元素、Y、アルカリ土類元素等の含有量が0.2重量%を超えると、熱間加工性及び韌性が劣化し、鋼帯に製造することが困難になる。また、多量の非金属介在物が形成され、表面性状が悪化する原因となる。

【0015】Ti、Nb及びV:合計で0.03~1重量%

任意成分として添加されるこれらの元素は、本発明が対象とする高Al含有フェライト系ステンレス鋼に適量添加されると、鋼中のC及びN又はNと結合し、韌性を著しく改善する。また、触媒担持体として使用される場合には冷熱サイクルを受け、担持体に熱変形が生じ易い。この用途から、担持体材料としては高温強度に優れていることが要求される。高温強度改善のためにも、Nb、Ti、Vの添加は非常に有効である。このような効果を得るためには、Nb、Ti、Vの含有量を、1倍又は2倍以上の合計で0.03重量%以上にすることが好ましい。しかし、過剰な添加は鋼を硬質にするため、Nb、Ti、Vの含有量の上限を1重量%とする。

【0016】Mo:0.1~4重量%

高Al含有フェライト系ステンレス鋼にMoを含有させると、耐高温酸化特性が改善される。また、Moの添加は、高温強度の改善にも有効である。しかし、過剰にMoを含有させると、鋼が硬質なものとなり、韌性が低下する。したがって、Moを含有させる場合には、その含有量を0.1~4重量%の範囲に設定する。

【0017】铸造開始時の温度:1565~1585℃  
本発明が対象とする高Al含有フェライト系ステンレス

6

鋼は、耐高温酸化性を改善するために多量のCr及びAlを含有させ、更にY又はREMを添加していることから割れ感受性が高くなっている。そのため、铸造時に受ける応力集中等に起因して、インゴットに割れが発生しやすくなる。たとえば、铸造時の溶鋼温度が高いと、铸型表面の隅や凹部に湯差が生じ、この部分が倍らずに拘束されて割れる熱間拘束割れが発生する。逆に低過ぎる溶鋼温度では、铸造時にノズルの閉塞が生じやすく、铸造速度が遅くなることから肌荒れが生じる。肌荒れは、後続する分塊圧延や熱間圧延において応力を集中させ、割れが発生させる原因となる。このような割れ又は割れ発生原因は、铸造開始時に溶鋼を1565~1585℃の温度範囲に維持することにより回避できる。

【0018】分塊圧延に至るまでのインゴットの表面温度:550℃以下

高Al含有フェライト系ステンレス鋼は、分塊圧延時に生じやすい表面割れが製造上の大きな障害となる。表面割れの発生原因は詳細に解明されていないものの、耐高温酸化性を改善するために多量のCr及びAlを含有させ、更にY又はREMを添加したフェライト系ステンレス鋼では割れ感受性が高くなっていることにある。そのため、インゴットを冷却している過程で介在物又はインゴットの欠陥を起点として割れが誘発され、この割れが分塊圧延時に顕著な割れに至るものと推察される。

【0019】この推察を前提とし、高Al含有フェライト系ステンレス鋼の中間温度領域における脆性を調査・研究した。その結果、高Al含有フェライト系ステンレス鋼では、475℃付近の温度領域においても脆化が問題となることを見出した。475℃脆化は、フェライト単相鋼で問題となるもので、475℃付近を徐冷されたとき室温で脆化する現象である。しかし、多量のCr及びAlを含むフェライト系ステンレス鋼では、室温での脆化だけではなく、475℃付近においても脆化するものと考えられる。本発明にあっては、この中間温度領域における脆化を避けるため、分塊圧延に至るまで550℃以上の温度にインゴットの表面を維持する。これによって割れないインゴットが分塊圧延に供され、分塊圧延によって顕著な割れに至ることがなくなる。

【0020】

40 【実施例】

実施例1:成分・組成を表1に示した20Cr-5Al-0.1Ti-0.1REMを基本成分とする溶鋼を10トン電気炉で溶製し、所定溶鋼温度でインゴットに铸造した。型抜き後、インゴットを所定温度まで放冷・冷却し、均熱炉を経て分塊圧延した。表2は、このときの溶鋼温度及びインゴットの冷却温度を示す。

【0021】

【表1】

(5)

特開平8-20847

7

8

表1: 使用したフェライト系ステンレス鋼の成分

サンプル の区別	合金元素及び含有量 (重量%)						
	C	Si	Mn	Cr	Al	Ti	REM
A	0.008	0.10	0.15	20.1	5.1	0.07	0.07
B	0.007	0.11	0.15	20.2	5.0	0.07	0.08
C	0.009	0.12	0.14	20.1	4.9	0.06	0.06
D	0.010	0.10	0.15	20.2	5.0	0.07	0.07
E	0.008	0.11	0.10	19.8	5.1	0.07	0.08
F	0.008	0.13	0.15	20.2	5.0	0.07	0.09
G	0.009	0.10	0.17	19.9	5.2	0.08	0.08
H	0.010	0.12	0.16	20.1	5.0	0.07	0.07

[0022]

\* \* [表2]

表2: 鑄造条件が分塊圧延に及ぼす影響

サンプル	鑄造温度 (℃)	冷却温度 (℃)	分塊圧延結果
A	1608	—	分塊圧延不可
B	1596	—	〃
C	1615	—	〃
D	1562	—	〃
E	1569	400	割れあり
F	1582	475	〃
G	1576	540	〃
H	1575	575	良好

【0023】インゴットは、鑄造終了後に数時間にわたって静止した後、型抜きされた。サンプルA～Cは、型抜き時点ですでに表面に横方向の割れを生じていた。この割れは、鑄造時の温度が高いことから、熱間拘束割れが原因であるものと考えられる。逆に鑄造温度が低いサンプルDでは、鑄造時の注入流が細くなり、鑄造に7分程度を必要とした。なお、A～Cの鑄造時間は、4分程度であった。得られたサンプルDの表面を型抜き後に観察したところ、著しい肌荒れを生じていた。このことから、鑄造開始時に溶鋼温度が適性範囲にないとき、分塊圧延で良好なインゴットが得られないことがサンプルA～Dから確認される。他方、溶鋼温度が本発明で規定した1565～1585℃の範囲にある溶鋼から得られたサンプルE～Hのインゴットは、型抜き後も顕著な割れ

や肌荒れが観察されなかった。サンプルE～Hの各インゴットを所定温度まで放冷した後、分塊圧延した。このとき、各インゴットに対する冷却条件を、表2に示すように400～575℃の範囲で選定した。

【0024】冷却後のインゴットを分塊圧延用均熱炉に装入し、1100℃で4時間均熱処理した後、分塊圧延した。その結果、550℃より低い温度に冷却されたサンプルE～Gでは、分塊圧延によってインゴット表面に割れが発生し、研削によっても除去できない部分があった。これは、鑄造材の延性が著しく低下し、伸び及び絞りほとんどない状態になることに原因がある。その結果、鑄造で生じた欠陥や介在物を起点として、熱歪み又は輸送中にインゴットに加わる応力等によって、分塊圧延において顕著な割れに至る割れが発生するものと推察

(5)

特開平8-20847

9

10

される。これに対し、冷却温度が575℃であったサンプルHのインゴットでは、分塊圧延においても表面割れが発生せず、高い歩留まりで表面疵取りを行うことができた。以上の結果から、鑄造開始時の溶鋼温度を1565～1585℃の範囲に維持してインゴットに鑄造し、インゴットが550℃に冷却されるまでに均熱炉を経て分塊圧延すると、表面割れのない健全な分塊鋼片が得られ\*

\*れることが判った。

【0025】実施例2：表3に示す成分・組成をもつフェライト系ステンレス鋼100kgを真空溶解し、インゴットから直径10mmの引張り試験用試験片を作成した。

【0026】

【表3】

表3：使用したフェライト系ステンレス鋼の成分（重量%）

合金元素	C	Si	Mn	Cr	Al	Ti	REM
含有量	0.009	0.12	0.15	20.5	5.2	0.07	0.08

【0027】試験片を800℃に再加熱した後、200～575℃の範囲にある所定の試験温度まで12℃/時の速度で冷却し、試験温度に15分間保持した。この試験片に引張り試験を行った。なお、歪み速度は、3mm/分に設定した。試験結果を、それぞれの試験温度における絞り及び伸びとして図1に示す。図1から明らかなように、450～550℃の間にある試験温度では、絞り及び伸びをほとんど示されていない。試験温度が550℃以上になると、絞り及び伸びが著しく改善され、絞りが70%、伸びが35%を示すようになる。また、低※

※温側の試験温度でも、400℃以下になると絞り及び伸びが徐々に改善される傾向が示されている。この絞り及び伸びに与える試験温度の影響から、実施例1で説明した分塊圧延までにインゴットの表面温度を550℃以上に維持することに重要な意義があることが判る。

【0028】実施例3：表4に示す成分・組成のステンレス鋼を10トン電気炉で溶製し、表5に示す鑄造温度でインゴット鑄造した。

【0029】

【表4】

表4：使用したフェライト系ステンレス鋼

試験番号	合金元素及び含有量（重量%）									その他
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	Y, REM等	
1	0.008	0.11	0.15	0.024	0.0012	20.1	4.2	0.007	Y: 0.08	Ti: 0.08
2	0.007	0.12	0.16	0.023	0.0013	21.1	5.1	0.008	REM: 0.09	Nb: 0.21
3	0.012	0.12	0.14	0.022	0.0015	20.8	5.1	0.007	Y: 0.07	-
4	0.009	0.13	0.12	0.024	0.0008	22.2	4.8	0.008	Ca: 0.01	V: 0.15
5	0.005	0.14	0.15	0.024	0.0007	18.9	4.7	0.007	Y: 0.11	-
6	0.010	0.12	0.14	0.025	0.0009	19.0	5.5	0.006	REM: 0.07	Mo: 2.1
7	0.011	0.10	0.15	0.025	0.0010	21.8	5.1	0.010	REM: 0.09	Mo: 1.8 Ti: 0.07
8	0.005	0.11	0.14	0.020	0.0007	23.2	5.2	0.007	Y: 0.08	Ti: 0.08 Nb: 0.24
9	0.007	0.14	0.16	0.024	0.0008	20.8	5.3	0.008	REM: 0.08	Ti: 0.07
10	0.012	0.13	0.18	0.026	0.0009	18.8	5.0	0.008	Y: 0.08	Nb: 0.16
11	0.008	0.12	0.18	0.023	0.0008	21.2	5.0	0.007	Ca: 0.01	-
12	0.005	0.11	0.12	0.025	0.0011	20.8	5.1	0.010	Y: 0.08	V: 0.12
13	0.009	0.10	0.15	0.023	0.0008	19.8	5.5	0.007	REM: 0.08	-
14	0.007	0.13	0.16	0.022	0.0009	18.7	4.8	0.010	Y: 0.08	Mo: 2.0

【0030】

【表5】

(7)

特開平8-20847

11

12

表5:各ステンレス鋼の製造条件

試験 番号	鋳造開始時 の溶鋼温度	インゴット の性状	冷却温度	分塊圧延 の結果	備 考
1	1581℃	○	623℃	割れなし	本 発 明 例
2	1576℃	○	680℃	"	
3	1574℃	○	655℃	"	
4	1583℃	○	628℃	"	
5	1580℃	○	574℃	"	
6	1575℃	○	569℃	"	
7	1577℃	○	632℃	"	
8	1572℃	○	620℃	"	
9	1558℃	x <sup>※</sup>	586℃	分塊圧延不可	比 較 例
10	1602℃	x <sup>※</sup>	580℃	"	
11	1575℃	○	374℃	割れあり	
12	1577℃	○	463℃	"	
13	1572℃	○	501℃	"	
14	1576℃	○	424℃	"	

○：型抜き時に割れ又は肌荒れなし  
 x<sup>※</sup>：型抜き時に顕著な肌荒れ発生  
 x<sup>※</sup>：型抜き時に割れ発生

【0031】鋳造開始時の溶鋼温度が1558℃と低い試験番号9では肌荒れが著しく、逆に溶鋼温度が1602℃と高い試験番号10では熱間拘束割れと推察される横方向の表面割れがインゴットに発生していた。そのため、何れのインゴットも分塊圧延に供することはできなかった。本発明で規定した1565～585℃の温度範囲に鋳造開始時の溶鋼温度を維持した試験番号1～8及び11～14では、型抜き後にインゴットの表面を観察したところ、顕著な割れ及び肌荒れが検出されず、何れも健全な表面をもつインゴットであった。これらインゴットをそれぞれ冷却した後、均熱炉に装入した。表5に示した冷却温度は、このときに均熱炉に装入する前のインゴットの温度である。

【0032】550℃以上の温度で均熱炉に装入した試験番号1～8のインゴットは、分塊圧延においても割れを発生することがなかった。他方、冷却温度が550℃以下になった試験番号11～14のインゴットを分塊圧

延すると、表面割れが発生した。その結果、疵取り研削盤を多くする必要が生じ、歩留まりが低下した。また、一部には深い表面割れが発生したものもあり、このような分塊鋼片は熱延に供することができなかった。

【0033】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、鋳造開始時の溶鋼温度及び分塊圧延にいたるスラブの表面温度を制御することにより、高A1含有フェライト系ステンレス鋼の鋳造時や分塊圧延時に発生しがちな割れや肌荒れを防止し、健全な表面をもつ熱延用鋼片を得ている。その結果、脆化の問題から従来製造が困難であった高A1含有フェライト系ステンレス鋼の製造歩留まりを著しく高めることができ、耐熱用、耐高温酸化用等に適した鋼材が得られる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の実施例2で使用了鋼片の絞り及び伸びを試験温度との関係で表したグラフ



(8)

特開平8-20847

【図1】

